

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

⑤

Int. Cl. 2:

C 21 D 9/48⑯ **BUNDESREPUBLIK DEUTSCHLAND****DT 25 11 805 A 1**

⑪

Offenlegungsschrift 25 11 805

⑫

Aktenzeichen: P 25 11 805.2-24

⑬

Anmeldetag: 18. 3. 75

⑭

Offenlegungstag: 23. 9. 76

⑳

Unionspriorität:

⑳ ㉑ ㉒

—

⑤④

Bezeichnung:

Verfahren zum Herstellen von hochfestem kalt reduzierten Stahl
durch einen voll kontinuierlichen Glühvorgang

⑦①

Anmelder:

Nippon Kokan K.K., Tokio

⑦④

Vertreter:

Sommerfeld, E., Dr.-Ing.; Bezold, D. von, Dr.; Schütz, P., Dipl.-Ing.;
Heusler, W., Dipl.-Ing.; Pat.-Anwälte, 8000 München

⑦②

Erfinder:

Uchida, Kuniki; Araki, Kenzi; Yokohama, Kanagawa;
Fukunaka, Shiro, Fukuyama, Hiroshima (Japan)

Prüfungsantrag gem. § 28 b PatG ist gestellt

PATENTANWÄLTE
DR. ING. ERNST SOMMERFELD
DR. DIETER V. BEZOLD
DIPL. ING. PETER SCHÜTZ
DIPL. ING. WOLFGANG HEUSLER
D-8 MUENCHEN 86
MARIA-THERESIA-STRASSE 22
POSTFACH 800068

2511805

TELEFON 089/476806
476819
TELEX 522688
TELEGRAMM SOMSEZ

9600-75/B.T.

Nippon Kokan Kabushiki Kaisha,
No. 1-2, 1-chôme, Marunouchi, Chiyoda-ku, Tokyo, Japan

Verfahren zum Herstellen von hochfestem kalt redu-
ziertem Stahl durch einen voll kontinuierlichen
Glühvorgang

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zum Herstellen von hochfestem kalt reduziertem Stahl mit höchst zweckmäßigen mechanischen Eigenschaften, die als Sicherheitsmaßnahme für ein Kraftfahrzeug erforderlich sind, und insbesondere mit leichter Preßbarkeit in eine erforderliche Form und mit Erhöhung der Festigkeit durch eine Einbrennlackierungsbehandlung nach dem obigen Preßvorgang.

Im Hinblick auf Maßnahmen zum Sicherstellen der Sicherheit eines Kraftfahrzeugs und ähnlicher Fahrzeuge ist in den letzten Jahren der Bedarf an hochdehnbaren kalt reduzierten Stahlblechen gewachsen. Jedoch waren die Forschungsarbeiten und die Entwicklung für diese Art von Stählen nicht immer ausreichend, um diesen Bedarf zu befriedigen. Die gegenwärtige Lage besteht darin, daß es nur wenig wirksame oder zweckmäßige Einrichtungen hierfür gibt. In Anbetracht der gegenwärtigen Situation der Industrie wurde gefunden, daß die herkömmliche Praxis zum Herstellen des oben genannten hochfesten kalt reduzierten Stahls darin besteht, daß teure Elemente, wie Mn, Ti, Nb oder V, zugesetzt werden und der Stahl durch ein Einsatzverfahren gegläht wird. Es ist jedoch

609839/0583

2511805

- 2 -

allgemein bekannt, daß ein derartiges Verfahren mit folgenden Nachteilen verbunden ist:

1. Der Zusatz von teuren Elementen in großer Menge bewirkt einen Kostenanstieg;
2. der Kaltreduziervorgang wird aufgrund der harten Qualität schwierig;
3. die Ungleichmäßigkeit der Festigkeit des Stahls ist unvermeidbar.

Es wurden viele verschiedenartige Verbesserungen vorgeschlagen und in die Praxis umgesetzt, um den Zusatz dieser speziellen Elemente zu ersetzen. Die repräsentativen Beispiele für diese Verfahren sind angegeben in der japanischen Patentschrift 40-3020 (im U.K. als BISRA-Verfahren bekannt) und in den japanischen Patentschriften 46-9541 und 46-9542 (in den USA als Inlandstahlverfahren bekannt). Bei diesen Techniken erhitzt das BISRA-Verfahren ein kalt reduziertes Stahlband auf 740 bis 850°C, schreckt dieses auf 150 bis 250°C ab, wickelt das abgeschreckte Band unmittelbar auf und führt ein auf dieser Aufwickeltemperatur beruhendes Selbstglühen aus. Es muß jedoch der Kohlenstoffgehalt stark erhöht werden, damit durch ein derartiges Verfahren die erforderliche Festigkeit erzielt wird. Natürlich^{er} gibt dieser erhöhte Kohlenstoffgehalt eine Absenkung der Verformbarkeit des Stahls. Das Verfahren ist nicht voll kontinuierlich, da das Selbstglühen als Wicklung ein unerläßliches Verfahren ist, das dessen Produktivität verringert. Das oben genannte Inlandstahlverfahren erhitzt ein kalt reduziertes Stahlband auf eine über dem A₃-Punkt liegende Temperatur und schreckt dieses zur Erhöhung der Festigkeit in Wasser ab. Das durch dieses Verfahren erhaltene Stahlblech zeigt jedoch eine Schwäche darin, daß seine Festigkeit in einer nach dem Preßformen durchgeführten Einbrennlackierungsstufe um etwa 15 kg/mm² abgesenkt wird, während seine Verformbarkeit unter seiner Festigkeit liegt. Mit anderen Worten, der Stahl ist hart, wenn er dem Preßformen unterworfen werden soll, und wird weich, wenn er zu einem Fertigprodukt verarbeitet wird. Ein solches Stahl-

609839/0583

2511805

- 3 -

blech ist sehr schwierig zu behandeln und erfordert eine größere Verbesserung beim Anheben der Sicherheit eines Kraftfahrzeugs usw. Es wurde kein Vorschlag gemacht für die Herstellung eines billigen Stahlblechs, das ohne den Zusatz von speziellen Elementen kein Absenken der Festigkeit nach der Einbrennlackierung bewirkt.

Ziel der vorliegenden Erfindung ist die Vermeidung dieser Nachteile. Die erfindungsgemäßen Merkmale bestehen darin, daß erstens der Si-Gehalt in der üblichen Zusammensetzung bis zu 0,5 bis 2,00% erhöht wird und zweitens das durch das übliche Verfahren hergestellte obige Band dem folgenden voll kontinuierlichen Glühverfahren unterworfen wird. Das heißt, das obige voll kontinuierliche Glühverfahren ist je nach der beabsichtigten Verwendung und dem erforderlichen Festigkeitsniveau aus den folgenden Verfahren auszuwählen:

1. Schnelles Erhitzen auf $650 - 900^{\circ}\text{C}$ bei $200^{\circ}\text{C}/\text{min}$ oder schneller
 - Verweilen auf 10 - 120 Sekunden bei dieser Temperatur
 - übliches Abkühlen - Aufwickeln;
2. schnelles Erhitzen wie oben - Verweilen wie oben - Abschrecken im Wasserstrahl - Wiedererhitzen auf $300 - 500^{\circ}\text{C}$ während 10 - 300 Sekunden - übliches Abkühlen - Aufwickeln;
3. schnelles Erhitzen auf $700 - 900^{\circ}\text{C}$ bei $200^{\circ}\text{C}/\text{min}$ oder schneller
 - Verweilen wie oben angegeben - Abschrecken wie oben angegeben
 - Wiedererhitzen auf $180 - 300^{\circ}\text{C}$ während 4 - 300 Sekunden
 - übliches Abkühlen - Aufwickeln.

Durch die Erfindung wird durch ein kontinuierliches Glühverfahren ein hochfester kalt reduzierter Stahl geschaffen als Maßnahme zum Gewährleisten der Sicherheit von Fahrzeugen.

Durch die Erfindung wird ferner ein hochfester kalt reduzierter Stahl geschaffen, der einen Anstieg, zumindest das gleiche Niveau, der Anfangsfestigkeit des Stahls bei der folgenden Einbrennlackierungsstufe nach einer erforderlichen Preßformung aufweist.

609839/0583

2511805

- 4 -

Durch die Erfindung wird ferner ein hochfester kalt reduzierter Stahl geschaffen, der ohne Zufügung von speziellen Elementen trotz des Anstiegs der Festigkeit eine gute Bearbeitbarkeit aufweist.

Weitere Ziele und Vorteile der Erfindung ergeben sich aus der folgenden Beschreibung von Ausführungsbeispielen anhand der Zeichnung.

Die Zeichnung zeigt drei Verläufe von auf dem Verfahren nach der vorliegenden Erfindung beruhenden Erhitzungszyklen.

Die Zusammensetzung eines für den Zweck der vorliegenden Erfindung wirkungsvollen Stahls wird bei der Stahlherstellung wie folgt bemessen:

C: 0,04 bis 0,12 %

Si: 0,5 bis 2,0 %

Mn: 0,10 bis 1,6 %

Diese Zusammen^{setzung}-/und weitere Elemente werden somit aus den folgenden Gründen eingeschränkt:

C: Die untere Grenze von 0,04 % wird auf den kritischen Grenzwert bei dem in industriellem Maßstab erfolgenden Blasvorgang eines Konverters festgesetzt, während die obere Grenze auf 0,12 % festgesetzt wird, um die Bearbeitbarkeit und Punktschweißfähigkeit von Stahl nicht zu beeinträchtigen.

Si: Dieses Element ist eines der wichtigsten Erfordernisse für die vorliegende Erfindung. Wenn Si kleiner als 0,5 % ist, erscheint kaum irgendein Effekt der vorliegenden Erfindung, während mehr als 2,00 % Si die Verformbarkeit drastisch absenkt und den Kaltreduziervorgang fast unmöglich macht. Die Si-Effekte sollten so sein, daß die Bearbeitbarkeit nicht beeinträchtigt ist und der σ -Wert verbessert wird, während die Streuung der Festigkeit auf ein Minimum beschränkt wird in Anbetracht des Gleichgewichts zwischen

609839/0583

2511805

- 5 -

der Zugfestigkeit und der Dehnung, das heißt dem $(\sigma + \epsilon)$ -Wert. Wenn ein Band einem voll kontinuierlichen Glühverfahren unterworfen wird, treten anders als bei dem auf dem Hinzufügen beruhenden Lösungshärten die Si-Effekte viel deutlicher in Erscheinung als bei anderen Verfahren. Als die Ursache für diese Erscheinung untersucht wurde, wurde gefunden, daß ein niedrigeres Gefüge, insbesondere ein Versetzungsgefüge, im kalt reduzierten Zustand durch die oben erwähnte Hinzufügung von Si eine idiomorphe Art zeigt, die zusammen mit dem schnellen Erhitzen die Bildung von zahlreichen und kleinen Körnern bewirkt, worauf später noch Bezug genommen wird. Ferner wird das Kornwachstum wegen der kurzen Verweilzeit gehemmt, worauf später auch noch Bezug genommen wird. Ein derartiger Effekt der Kornverfeinerung erhöht die Zugfestigkeit und verbessert die Dehnung. Gleichzeitig ist die sehr enge Streuung der Festigkeit ein Hinweis auf die Bildung eines harten Abschreckgefüges, das durch die Si-Hinzufügung sogar dann sehr niedrig gehalten wird, wenn die Erhitzungstemperatur höher ist. Somit spielt das Si eine unvergleichliche Rolle im kontinuierlichen Glühverfahren und kann ein wirklich wirksames und geeignetes Element bei der Erreichung der Ziele der vorliegenden Erfindung genannt werden. Konkret wird ein Si-Gehalt von 0,7 bis 1,5 % als am meisten bevorzugter Bereich empfohlen.

Mn: Die untere Grenze von 0,10 % wird im Hinblick auf die Warmbrüchigkeit festgelegt, während dessen obere Grenze auf 1,6 % festgelegt wird in Anbetracht der Beschränkungen der Stahlherstellungsvorgänge durch einen Siemens-Martin-Ofen oder Konverter. Der bevorzugte Bereich liegt mit 0,10 bis 1,00 % auf der Seite eines noch niedrigen Mn-Gehalts. Liegt der Mn-Gehalt über 1,00 %, so bildet sich leicht ein Zweiphasengefüge mit dem harten Abschreckgefüge und einem weichen Ferritgefüge, was eine Verringerung der Verformbarkeit und eine Erhöhung des Einflusses der Erhitzungstemperatur auf die Festigkeit verursacht und eine Zunahme für die Möglichkeit einer größeren Streuung der Materialqualität, insbesondere der Zugfestigkeit, ergibt.

609839/0583

2511805

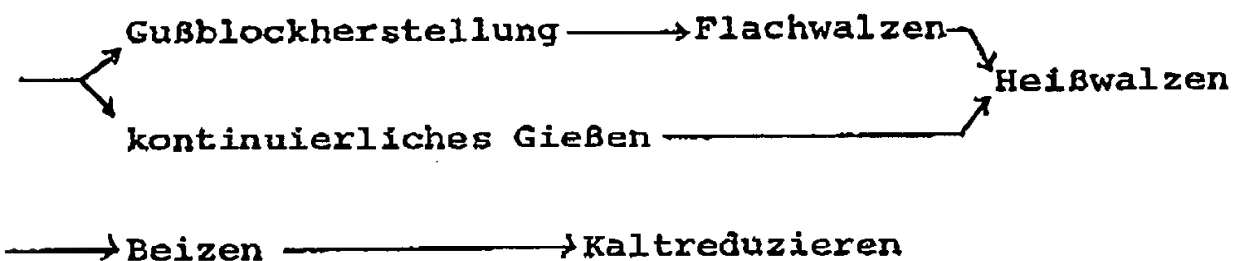
- 6 -

Al: Dies wird nur hinzugefügt zum Einstellen des Desoxidationsgrads und kann bei 0,002 bis 0,2 % liegen.

S, P und O: Der Gehalt an diesen Elementen sollte im Hinblick auf die Bearbeitbarkeit niedriger sein.

Ein aus der obigen Zusammensetzung bestehendes Stahlband sollte kein spezielles Herstellungsverfahren benötigen. Es genügt irgendein übliches Verfahren, etwa in der folgenden Weise:

Stahlherstellung durch Siemens-Martin-Ofen oder Konverter



Bei der Heißwalzstufe wird ein Feinbearbeiten und Aufwickeln bei niedriger Temperatur bevorzugt, da zur Erzielung der erforderlichen Festigkeit das Aufwickeln bei niedriger Temperatur vorteilhafter ist als bei hoher Temperatur. Das Band wird dann einer der folgenden drei Arten des kontinuierlichen Glühens unterworfen, was ein weiteres wichtiges Erfordernis der vorliegenden Erfindung ist.

Zyklus I: In der ersten Stufe eines voll kontinuierlichen Glühverfahrens muß das kalt reduzierte Band einem schnellen Erhitzen von wenigstens 200°C/min unterworfen werden. Dies wird durchgeführt zum Erzielen eines feinen Rekristallisationsgefüges durch den synergetischen Effekt des durch die Hinzufügung von 0,50 bis 2,00 % Si bewirkten oben genannten idiomorphen Gefüges und des oben genannten schnellen Erhitzens. Erhitzungstemperatur - Verweilzeit wird im Bereich von 650 bis 900°C bzw. 10 bis 120 Sekunden festgelegt. 650°C bzw. 10 Sekunden ist die untere Grenze zur Erzielung eines im wesentlichen vollkommenen Rekristallisationsgefüges. 900°C bzw. 120 Sekunden ist die obere Grenze zum

609839/0583

2511805

- 7 -

Verhindern der durch das Kornwachstum erzeugten Verminderung der Festigkeit und Verformbarkeit. Wenn das Band über 120 Sekunden verweilt, vermindert dies die Geschwindigkeit der Anlage, folglich die Produktivität, was industrielle Nachteile ergibt. Das Abkühlen im Anschluß an die obige Stufe kann in üblicher Weise ausgeführt werden. Das Abkühlen durch normale Luft oder Preßluft erfolgt billig und leicht je nach der Anlage bzw. dem Arbeitsvorgang. Ein abgeändertes Verfahren besteht im Abkühlen des Bands auf etwa 400°C durch das Preßluftkühlen, um das Band während etwa 300 Sekunden verweilen zu lassen und dann für das Aufwickeln auf Raumtemperatur abzukühlen. Der so erhaltene Stahl zeigt eine Erhöhung seiner Zugfestigkeit um etwa 8 kg/mm² verglichen mit derjenigen eines Stahls mit der gleichen Zusammensetzung, der einem üblichen Einsatzglühen unterworfen wurde, und weist eine Bearbeitbarkeit auf, die ähnlich derjenigen eines einsatzgeglühten Stahls mit dem gleichen Festigkeitsniveau ist. Dies demonstriert die Möglichkeit für die Herstellung eines hochfesten kalt reduzierten Stahls ohne jegliche Hinzufügung von teuren speziellen Elementen und ohne jegliche Störung beim Kaltreduzieren. Dies ist die Wirkung der Si-Hinzufügung, die charakteristisch ist für das voll kontinuierliche Glühverfahren aufgrund des Verfahrens nach der vorliegenden Erfindung.

Zyklus II: Der Verfestigungsmechanismus im Zyklus II bezweckt neben dem oben erwähnten Härten durch die Kornverfeinerung eine Härtungsbehandlung durch feine Ausscheidung von in Stahl gelöstem Kohlenstoff. Demnach sind die Erfordernisse für das Erhitzen und Verweilen die gleichen wie diejenigen für den Zyklus I, wobei eine besondere Sorgfalt dem strikten Einhalten der unteren Grenze für Temperatur-Zeit gewidmet wird. Die auf 900°C - 120 Sekunden festgelegte obere Grenze ist zusätzlich zum Hemmen des Rekristallisationskornwachstums aus den folgenden Gründen erforderlich. Das heißt, wenn sie die obere Grenze übersteigt, wird der Härteunterschied zwischen dem die Grundphase bildenden Ferritgefüge und dem die Sekundärphase bildenden sekundären Abschreckgefüge größer und verschlechtert die Bearbeitbarkeit. Das Band

609839/0583

- 8 -

2511805

wird dann ausgehend von der obigen Verweilzeit der Erhitzungstemperatur in einem Wasserstrahl auf Raumtemperatur abgeschreckt. Ein derartiger Kühlwasserstrahl wird zum Beseitigen des sich auf der Oberfläche des sich bewegenden Bands bildenden Dampffilms verwendet, folglich zur Erzielung einer sehr hohen Abkühlungsgeschwindigkeit. Gelöster Kohlenstoff erstarrt hierdurch so wie er ist. Ein allgemein angewendetes Verfahren besteht darin, daß eine große Menge von Kühlwasser auf das sich in Luft oder Wasser bewegendes Band gespritzt wird. Wie oben erwähnt, wird das sich bewegendes Band auf Raumtemperatur abgeschreckt. Dieses Verfahren spielt eine sehr bemerkenswerte Rolle in der nachfolgenden Stufe des Kohlenstoffausscheidungs Vorgangs. Das auf Raumtemperatur abgeschreckte Band wird auf eine Temperatur zwischen 300 und 500°C rückerhitzt. In dieser Rückerhitzungsstufe werden Ausscheidungskeime gebildet, wo der größte Teil des gelösten Kohlenstoffs zu feinen Karbiden wird. Diese feinen Karbide bewirken eine Erhöhung der Festigkeit und spielen die Hauptrolle beim Hemmen auf ein Minimum der Festigkeitsverringering, die durch das vollständige Ausscheiden von gelöstem Kohlenstoff bewirkt wird. Diese Rückerhitzungstemperatur wird während einer Zeitdauer von 10 bis 300 Sekunden aufrechterhalten. Die untere Grenze von 300°C - 10 Sekunden ist die mögliche Mindestgeschwindigkeit zum Ausscheiden des gelösten Kohlenstoffs, auf den insoweit Bezug genommen wurde. Die obere Grenze wird auf 500°C - 300 Sekunden festgelegt, um das Vergrößern der feinen Karbide zu verhindern und den Beitrag dieser Karbide zur Festigkeit zu gewährleisten. Wenn die Verweilzeit 300 Sekunden übersteigt, wird die Geschwindigkeit der Anlage verlangsamt und deren Produktivität wird gering sein. Eine derartige Ausscheidungsbehandlung (eine bei niedriger Temperatur erfolgende Vergütungsbehandlung), d.h. die Behandlung zum Ausscheiden des gelösten Kohlenstoffs als feine Karbide vor dem oben genannten Abschrecken, ist sehr wirkungsvoll beim Verhindern der Festigkeitsabsenkung, die die Ausscheidung einer großen Menge von gelöstem Kohlenstoff bei der nach dem Preßformen erfolgenden Einbrennlackierung begleitet. Diese Ausscheidungsbehandlung ist

609839/0583

- 9 -

2511805

zusammen mit der oben genannten schnellen Erhitzungsbehandlung auch eine Voraussetzung im Zyklus II. Das so behandelte Band wird schließlich auf Raumtemperatur abgekühlt und aufgewickelt. Es besteht jedoch für das Abkühlen keine Einschränkung und ein normales mit Preßluft erfolgendes Abkühlen erweist sich industriell als vorteilhaft.

Die Qualität des auf obige Weise erzielten Stahls weist eine weitere Verbesserung über denjenigen des Zyklus I auf. Die Anhebung der Zugfestigkeit um 3 bis 15 kg/mm² über diejenige des Zyklus I wird bestätigt. Der Stahl weist auch eine bessere Verformbarkeit auf im Vergleich zu dem einsatzgeglühten Material, das das gleiche Festigkeitsniveau hat. Es erübrigt sich zu sagen, daß dies bewirkt wird durch den synergetischen Effekt der Kornverfeinerung durch Si-Hinzufügung, was durch ein kontinuierliches Glühverfahren hervorgerufen wird, und einer Ausscheidungshärtung durch feine Karbide.

Zyklus III: Der Zyklus III weicht vom obigen Zyklus II darin ab, daß ein Teil des gelösten Kohlenstoffs bei dessen bei niedriger Temperatur erfolgenden Vergütungsbehandlung so wie er ist belassen wird. Zu diesem Zweck sollte das Rückerhitzen nach dem Abschrecken innerhalb 180 bis 300°C - 4 bis 300 Sekunden erfolgen. Falls das Rückerhitzen unter 180°C - 4 Sekunden erfolgt, so kann sich der gelöste Kohlenstoff bei einer derartigen Wärmebehandlung des kontinuierlichen Glühvorgangs nicht ausscheiden. Wenn die Rück-erhitzung jedoch 300°C - 300 Sekunden übersteigt, erfolgt eine vollständige Ausscheidung von gelöstem Kohlenstoff. Der Grund dafür, daß der Rückerhitzungsvorgang, d.h. der bei niedriger Temperatur erfolgende Vergütungsvorgang, im Zyklus III so begrenzt ist, beruht darin, daß die sogenannten AA-Effekte (accelerated aging effects = beschleunigte Vergütungseffekte) in der nach dem Preßformen erfolgenden Einbrennlackierungsstufe nicht vorweggenommen werden. Mit anderen Worten, der nach der Ausscheidungsbehandlung teilweise verbleibende gelöste Kohlenstoff wird als feine Karbide in der nach dem Preßformen erfolgenden

609839/0583

- 10 -

2511805

Einbrennlackierungsstufe ausgeschieden, wobei diese Karbide den verbesserten Festigkeitsanstieg (AA-Effekte) hervorbringen. Dieser Stahl ist zur Zeit des Preßformens verhältnismäßig weich und zeigt als eingebranntes Produkt eine höhere Festigkeit als sein ursprünglicher Stahl, was von größtem Vorteil für die Sicherheit von Kraftfahrzeugen usw. ist.

Um den auf der Niedrigtemperaturvergütung beruhenden Effekt der Kohlenstoffausscheidungsbehandlung weiter zu fördern, muß die Menge des durch das Abschrecken erzeugten gelösten Kohlenstoffs weiter als diejenige im Zyklus II erhöht werden. Demnach sollte die Erhitzungstemperatur nach dem Kaltreduzieren auf wenigstens 700°C oder mehr festgelegt werden. Hierdurch nimmt der gelöste Kohlenstoff zur Zeit der Rückerhitzung nach dem Abschrecken zu. Folglich werden leicht ausreichende AA-Eigenschaften erzielt.

Die Erfordernisse der Kohlenstoffausscheidungsbehandlung sind mit Ausnahme der Erhitzungstemperatur nach dem Kaltreduzieren die gleichen wie diejenigen im Zyklus II. Die auf diese Weise erhaltene Wicklung wird mit 0,5 bis 2,0 % kalt nachgewalzt und zu den Benutzern verladen. Wenn der Benutzer ein Kraftfahrzeughersteller ist, wird der Fahrzeugaufbau durch den Vorgang des Preßformens → Zusammenbauens → Lackierens → Brennens fertiggestellt. Der Einbrennvorgang wird für gewöhnlich bei 100 bis 180°C - 10 bis 60 Minuten ausgeführt, wobei die AA-Effekte des Stahls voll ausgeübt werden. Es ist möglich, die Streckgrenze des Stahls um über 10 kg/mm² und dessen Zugfestigkeit um 5 bis 30 kg/mm² über diejenige des Zyklus I anzuheben, während die Verformbarkeit besser ist als ein einsatzgeglühter Stahl mit dem gleichen Festigkeitsniveau.

Die Zeichnung zeigt einen Verlauf der obigen drei mit kontinuierlichem Glühen arbeitenden Erhitzungszyklen. Diese Zyklen sollten konkret in Abhängigkeit von der beabsichtigten Verwendung des Stahls und dem gewünschten Festigkeitsniveau gewählt werden. Sogar bei Auswahl eines beliebigen Zyklus kann ein hochfester

609839/0583

- 11 -

2511805

kalt reduzierter Stahl mit hoher Produktivität und niedrigen Kosten leicht hergestellt werden, wobei der erhaltene Stahl verglichen mit einem gemäß dem üblichen Einsatzglühen hergestellten Stahl hervorragende Verformbarkeit und Festigkeit aufweist.

In Tabelle I sind Beispiele mit den Wirkungen durch das Verfahren der vorliegenden Erfindung dargestellt. Die in Tabelle I nicht dargestellten Herstellungserfordernisse sind die folgenden:

Heißwalzfeinbearbeitungstemperatur:	830 bis 880°C;
Heißwalzaufwickeltemperatur:	550 bis 620°C;
heißgewalzte Enddicke des Bands:	2,8 mm;
kalt reduzierte Enddicke des Bands:	0,8 mm;
Kaltnachwalzrate:	0,8 bis 1,5 %;
Einbrennerfordernisse:	180°C - 30 min.

Die Tabelle II zeigt die genormten Größen der üblichen einsatzgeglühten Materialarten mit mechanischen Eigenschaften.

609839/0583

Tabelle Ia

Zweck	Zusammensetzung %				Zyklus	Wärmebehandlungserfordernisse	
	C	Si	Mn	Al		Erhitzungs- geschwindigkeit	Erhitzen- Dauerglühen
1 Einfluß des Erhitzungs- zyklus	0.08	1.02	0.35	0.027	Einsatzglühen Zyklus I " II " III	100°C / h 800°C /min " " " "	800°C - 3h 800°C - 60sec " " " "
5 Einfluß des Si- Gehalts	0.07	0.09	0.48	0.033	Einsatzglühen Zyklus II " " " "	40°C / h 800°C /min " " " "	700°C - 3h 720°C - 60sec " " " "
10 Einfluß des C- Gehalts	0.08	1.02	0.35	0.027	Zyklus II " "	800°C /min " "	800°C - 60sec " "
12 Einfluß des Mn- Gehalts	0.08	1.02	0.35	0.027	Zyklus III " " " "	600°C /min " " " "	800°C - 40sec " " " "
15 Einfluß der Erhitzungs- geschwindigkeit	0.08	1.02	0.35	0.027	Zyklus I " " " "	10°C /min 600°C /min 4200°C /min	720°C - 120sec " " " "

° Stähle gemäß der Erfindung

a	b
c	d

609839/0583

Tabelle Ib

Wärmebehandlungserfordernisse		1% Kaltnachwalzen		Nacheinbrennen			AA-Effekte	
Abschrecken	Vergütungsbehandlung	σ_s kg/mm ²	σ kg/mm ²	ϵ %	$\sigma + \epsilon$	σ_s kg/mm ²	σ kg/mm ²	$\Delta \sigma_s$ kg/mm ²
-	-	27.5	38.3	38.6	76.9	27.7	38.1	
-	-	38.6	50.2	33.8	84.0	38.8	50.5	+0.2
im Wasserstrahl	400°C - 60sec	42.2	58.1	26.7	84.8	44.5	58.2	+4.3
"	250°C - 60sec	47.2	62.3	24.5	86.8	58.6	62.5	+10.4
-	-	19.2	33.1	46.0	79.1	19.0	33.0	
im Wasserstrahl	350°C - 60sec	30.1	42.2	35.0	77.2	31.1	42.3	
"	"	40.2	55.7	29.2	84.9	45.2	55.9	
"	"	49.2	60.3	25.2	85.5	54.2	60.7	
-	-	-	-	-	-	-	-	-
im Wasserstrahl	400°C - 60sec	42.2	58.1	26.7	84.8	44.5	58.2	
"	"	55.1	69.3	12.5	81.8	58.1	69.2	
"	250°C - 120sec	47.2	61.3	25.9	87.2	57.7	63.2	+10.5
"	"	55.0	74.6	22.1	96.7	67.0	75.9	+12.0
"	"	56.3	77.3	16.3	93.6	68.9	77.5	+12.6
-	-	28.6	41.2	40.0	81.2	29.9	41.2	
-	-	37.2	49.8	34.1	83.9	39.2	49.6	
-	-	40.0	51.0	34.0	85.0	39.8	51.3	

2511805

13

609839/0583

- 4

Tabelle Ic

Stahl	Zweck	Zusammensetzung %				Zyklus	Wärmebehandlungserfordernisse		
		C	Si	Mn	Al		Erhitzungs- geschwindigkeit	Erhitzen- Dauerglügen	
18	Einfluß	0.08	1.02	0.35	0.027	Zyklus II	600°C /min	600°C - 90sec	
19	der	"	"	"	"	"	"	700°C - 90sec	
20	Erhitzungs-	"	"	"	"	"	"	800°C - 90sec	
21	temperatur	"	"	"	"	"	"	920°C - 90sec	
22	Einfluß des	"	"	"	"	Zyklus III	4200°C /min	800°C - 60sec	
23	schnellen Abkühlens	"	"	"	"	"	"	"	
24	Einfluß	"	"	"	"	"	"	"	
25	der	"	"	"	"	Zyklus II	"	"	14
26	Vergütungs-	"	"	"	"	"	"	"	
27	behandlungen	"	"	"	"	"	"	"	
28	Material	0.15	Spuren	0.52	0.013	"	"	"	
29	ohne	0.06	"	1.21	0.036	"	"	700°C - 60sec	
30	Si-	"	"	"	"	"	"	800°C - 60sec	
31	Zusatz	"	"	"	"	"	"	900°C - 60sec	

° Stähle gemäß der Erfindung

2511805

- 44 -

Tabelle Id

Wärmebehandlungserfordernisse		1% Kaltnachwalzen				Nacheinbrennen			AA-Effekte
Abschrecken	Vergütungsbehandlung	σ_s kg/mm ²	σ kg/mm ²	ϵ %	$\sigma + \epsilon$	σ_s kg/mm ²	σ kg/mm ²	$\Delta \sigma_s$ kg/mm ²	
im Wasserstrahl	450°C - 30sec	-	-	-	-	-	-	-	
"	"	40.4	55.2	29.2	84.4	45.6	55.5		
"	"	43.2	58.3	27.6	85.9	46.3	58.2		
"	"	52.1	65.2	13.6	78.8	53.0	65.5		
in ruhigem Wasser	250°C - 60sec	42.1	55.0	25.0	80.0	47.0	54.7	+4.9	15
im Wasserstrahl	250°C - 60sec	46.3	60.3	26.5	86.8	57.2	61.7	+10.9	
"	"	60.1	75.1	18.5	93.6	50.3	60.1	-9.8	
"	350°C - 90sec	42.5	57.3	28.5	85.8	45.9	58.5		
"	600°C - 90sec	40.0	50.7	32.1	82.8	41.1	50.5		
"	350°C - 10min	39.5	50.2	33.5	83.7	40.0	50.7		
"	350°C - 90sec	53.1	65.3	15.2	80.5	54.2	65.4		
"	"	37.2	48.3	30.2	78.5	39.2	49.1		
"	"	50.5	65.1	18.6	83.7	51.2	65.0		
"	"	55.3	75.7	15.3	91.0	56.5	75.2		

2511805

- 4

2511805

- 16 -

Tabelle II

σ (genormte Größe) Zusammensetzung		σ kg/mm ²	ϵ %	$\sigma + \epsilon$ kg/mm ² + %
45 kg/mm ² -Sorte	C-Si-Mn-Nb	47,2	32,9	80,1
50 kg/mm ² -Sorte	C-Si-Mn-Nb	53,3	27,8	81,1
55 kg/mm ² -Sorte	C-Si-Mn-Nb-Ti	57,8	24,9	82,7
60 kg/mm ² -Sorte	C-Si-Mn-Nb-Ti	62,5	21,7	84,2
70 kg/mm ² -Sorte	C-Si-Mn-Nb-Ti	71,2	16,9	88,1

Glühen

720°C - 3 h

Dicke

0,8 mm

Was die mechanischen Eigenschaften von Stahl allgemein betrifft, so neigt dessen Dehnung dazu, geringer zu werden, wenn dessen Zugfestigkeit erhöht wird. Demnach sollte die Bearbeitbarkeit von Stahl ausgedrückt werden unter Beachtung einer Veränderung seiner Zugfestigkeit gemeinsam mit einem Wert seiner Dehnung, da dies durch die Dehnung allein nur unzureichend getan werden kann. In der oben genannten Tabelle I wird ein Wert von $\sigma + \epsilon$ als Maßstab zur Darstellung der Bearbeitbarkeit verwendet. Das heißt, je größer der Wert von $\sigma + \epsilon$ wird, umso besser wird aufgrund der Festigkeit die Bearbeitbarkeit. Die Tabelle II zeigt die genormten Größen für die Bearbeitbarkeit von in einem üblichen Einsatzglühverfahren hergestelltem Stahl, wobei diese Größen speziell mit dem oben genannten Maßstab von $\sigma + \epsilon$ ausgedrückt werden. Diese Tabelle zeigt, daß Stähle mit einem σ von 50 bis 55 kg/mm² einen Wert von $\sigma + \epsilon$ von etwa 82 aufweisen, während ein Stahl der Sorte 80 kg/mm² denjenigen von 84 und ein Stahl der Sorte 70 kg/mm² denjenigen von 88 aufweist. Durch Vergleichen der Stähle mit dem obigen Maßstab, d.h. einem Wert von $\sigma + \epsilon$, kann die hervorragende Bearbeitbarkeit des Stahls nach der vorliegenden Erfindung verdeutlicht werden.

Die Stähle 1 bis 4 in Tabelle I wurden im Hinblick auf einen

2511805

- 17 -

durch die Erhitzungszyklen erzielten grundlegenden Effekt beobachtet. Es wurde gefunden, daß die Zugfestigkeit eines Stahls mit einer solchen Zusammensetzung wie derjenigen des Stahls der vorliegenden Erfindung, der einem üblichen Einsatzglühverfahren (Stahl 1) unterworfen wird, nur diejenige eines Stahls von etwa der Sorte 40 kg/mm² ist, während die Zugfestigkeit des obigen Stahls bei Behandlung mit dem Zyklus I der vorliegenden Erfindung (Stahl 2) um mehr als 10 kg/mm² erhöht wird und der Stahl der Sorte 40 kg/mm² auf einen hochfesten kalt reduzierten Stahl der Sorte 50 kg/mm² verbessert wurde. Gleichzeitig war wegen der Festigkeit die Bearbeitbarkeit des Stahls 2 (d.h. $\sigma + \epsilon$) sehr gut, d.h. 84,0. Dieser Wert überschreitet denjenigen des Stahls der Sorte 50 kg/mm² von Tabelle II, was ausdrucksvoll den Kornverfeinerungseffekt durch das am mit Si versetzten Stahl durchgeführte voll kontinuierliche Glühen demonstriert. Die Tatsache, daß das σ_s von Stahl nach dem Einbrennen +0,2 kg/mm² betrug, ohne dessen Streckgrenze (σ_s) abzusenken, besagt, daß der Kornverfeinerungseffekt bei einem fertiggestellten Produkt noch eingehalten wird, und daß das Verfahren nach Zyklus I bei dem mit Si versetzten Stahl sehr nützlich ist im Zusammenhang mit hoher Produktivität, was vom voll kontinuierlichen Glühverfahren abhängt. Wenn der erfindungsgemäße Zyklus II statt des Zyklus I beim obigen Stahl (Stahl 3) angewendet wird, können die Eigenschaften des obigen Stahls weiter verbessert werden, was sich aus dem Obigen klar ergibt. Das heißt, daß das σ hierdurch um etwa 8 kg/mm² erhöht wird. Folglich wird der Stahl auf einen hochfesten kalt reduzierten Stahl der Sorte 60 kg/mm² von Tabelle II verbessert, während seine Bearbeitbarkeit ($\sigma + \epsilon$) aufgrund der obigen Festigkeitszunahme den gleichen Wert von 84,8 wie denjenigen des Zyklus I zeigt. Die Tatsache, daß dessen $\Delta \sigma_s$ nach dem Einbrennen +4,3 kg/mm² beträgt, sollte als guter AA-Effekt vermerkt werden. Es erübrigt sich zu sagen, daß diese Maßnahme auf dem synergetischen Effekt der Kornverfeinerung durch Si-Hinzufügung und der Ausscheidung von feinen Karbiden beruht. Wenn der Zyklus III der vorliegenden Erfindung am oben genannten Stahl angewandt wird, an dem wie oben erwähnt die Zyklen I bzw. II

609839/0583

2511805

- 18 -

angewandt wurden, werden dessen mechanische Eigenschaften weiter verbessert als diejenigen beim Zyklus II. Diese Ergebnisse sind in Tabelle I für den Stahl 4 dargestellt. Das heißt, daß der Wert von $\sigma + \epsilon$ trotz des erhöhten σ von mehr als 62 kg/mm^2 auf $86,8$ erhöht wird. Insbesondere erreichte die Zunahme von $\Delta \sigma_s$ eine Höhe von über $+ 10 \text{ kg/mm}^2$, was einen hervorragenden AA-Effekt bedeutet und ein Gegenstück für diesen Wert des Stahls der Sorte 60 kg/mm^2 von Tabelle I mit dem System C-Si-Mn-Nb-Ti ist. Darüber hinaus ist im Stahl 4 kein im erwähnten Stahl enthaltenes spezielles Element wie Nb oder Ti enthalten, was niedrige Kosten zusammen mit hoher Produktivität eines voll kontinuierlichen Glühverfahrens ergibt. Es ist ersichtlich, daß der Ausscheidungseffekt des gelösten Kohlenstoffs, der während der voll kontinuierlichen Glühlstufe teilweise im Stahl verbleibt und bei der Einbrennstufe als feine Karbide ausgeschieden wird, sehr gut ist. Somit ist jeder der erfindungsgemäßen Zyklen I, II und III ziemlich wirkungsvoll als Sicherungsmaßnahme im Kraftfahrzeug usw. Eine Auswahl aus diesen Zyklen hängt natürlich von den anzuwendenden voll kontinuierlichen Glühmöglichkeiten sowie von dem für die beabsichtigte Verwendung des erhaltenen Stahls erforderlichen Festigkeitsniveau ab. Die Einflüsse durch andere Erfordernisse mit Ausnahme derjenigen durch die obigen Erhitzungszyklen werden anhand der Beispiele, Stahl 5 und weitere erläutert.

Die Stähle 5 bis 9 wurden auf den Si-Gehalt untersucht. Die Stähle 5 und 6 enthalten Si in einer geringeren Menge als der Bereich der vorliegenden Erfindung. Sogar wenn der obige Erhitzungszyklus II auf einen derartigen wenig Si enthaltenden Stahl (Stahl 6) angewendet wurde, ergab sich durch das voll kontinuierliche Glühverfahren bei dem mit Si versetzter Stahl kein ausreichender Effekt und auch keine Verbesserung der Bearbeitbarkeit. Jedoch zeigten die Stähle 7 und 8, die ausreichend mit Si versetzt waren, eine tatsächlich bemerkenswerte Verbesserung der Festigkeit und Bearbeitbarkeit. Wenn das Si, wie im Fall des Stahls 9, auf $2,51\%$ angehoben wurde, wurde während des Kaltreduzierens ein Kantenbruch erzeugt, was eine weitere Probenherstellung unmöglich machte. Der

609839/0583

2511805

- 19 -

Si-Gehalt sollte daher auf unter 2,00 % beschränkt werden und, wie im Fall der Stähle 7 und 8, im Bereich von 0,7 bis 1,5 % liegen.

Die Stähle 10 und 11 wurden im Hinblick auf einen Einfluß von Mn beobachtet. Bei Zunahme des Mn-Gehalts wurde eine starke Zunahme der Festigkeit beobachtet. Wenn jedoch das Mn, wie beim Stahl 14, in der Höhe von 1,38 % vorliegt, neigt der Wert von $\sigma + \epsilon$ trotz der sehr hervorragenden Festigkeit dazu, geringer zu werden. Der $\Delta \sigma_s$ -Wert stellt diesen AA-Effekt dar. Der Grund hierfür ist das Auftreten des Abschreckgefüges, d.h. von Martensit, wenn der Mn-Gehalt unnötig hoch wird. Es sollte demnach ein derart hoher Mn-Gehalt vermieden werden. Der etwa 1 % Si und 1 % Mn enthaltende Stahl 13 zeigt die am stabilsten ausgeglichenen Eigenschaften und kann als bevorzugtester Stahl bezeichnet werden. Der Stahl 13 zeigt eine Festigkeit von 20 kg/mm² und einen hervorragenden Wert von $\sigma + \epsilon$, nämlich 96,7, der die Werte der in Tabelle II gezeigten niedrig legierten Stähle weit übersteigt. Es wird empfohlen, daß das Mn auf der niedrigeren Seite von 1,00 % gewählt wird in Abhängigkeit von dem erforderlichen Festigkeitsniveau.

Die Stähle 15 und 17 wurden im Hinblick auf den Einfluß der Erhitzungsgeschwindigkeit am kalt reduzierten Stahl untersucht. Dieser Einfluß ist ein charakteristischer Faktor der vorliegenden Erfindung. Wenn die Erhitzungsgeschwindigkeit, wie im Fall des Stahls 17, niedrig ist, kann der Kornverfeinerungseffekt, der durch die Si-Hinzufügung bewirkt wird und in einem Einsatzglühverfahren nicht auftritt, nicht ausgeübt werden und die erzielte Festigkeit beträgt nur etwa 40 kg/mm². Wenn jedoch die Erhitzungsgeschwindigkeit erhöht wird, wird die Festigkeit des Stahls erhöht wie im Fall der Stähle 16 und 17, bei denen die Festigkeit diejenige der Sorte 50 kg/mm² ist und der Wert von $\sigma + \epsilon$ 83 übersteigt. Dies übersteigt die Werte von niedrig legierten Stählen in Tabelle II und demonstriert zutreffend die Nützlichkeit der vorliegenden Erfindung bei alleiniger Anwendung des obigen Zyklus I.

609839/0583

2511805

- 20 -

Die Stähle 18 bis 21 wurden im Hinblick auf einen Einfluß der Erhitzungstemperatur auf einen kalt reduzierten Stahl untersucht. Wenn die Temperatur die niedrige Höhe von 600°C wie im Fall des Stahls 18 aufweist, so zeigt der erhaltene Stahl keinerlei Dehnung und es war kein Spannungstest möglich. Im Gegensatz hierzu wies der Stahl 21 eine drastisch verschlechterte Verarbeitbarkeit auf bei ansteigender Festigkeit und bei der sehr hohen Temperatur von 920°C . Dies sollte wegen des durch das schnelle Abkühlen im Zyklus II erhaltenen Abschreckgefüges vermieden werden. Die Stähle 19 und 20 dagegen zeigen, daß ihre Festigkeit und Bearbeitbarkeit wohl ausgewogen sind und daß deren Streckgrenze nach dem Einbrennen beträchtlich erhöht ist, vgl. Tabelle I.

Die Stähle 22 und 23 wurden im Hinblick auf einen Einfluß eines angewendeten Abschreckverfahrens beobachtet. Das Abschrecken im ruhigen Wasser, wie beim Stahl 22, macht die Eigenschaften des Zyklus III unklar, der besonders einen AA-Effekt anstrebt. Das heißt, $\Delta \sigma_s$ beträgt etwa $+4,9 \text{ kg/mm}^2$, was nicht weit von demjenigen des Stahls 19 abweicht, der dem Zyklus II unterworfen ist, der insbesondere keinen AA-Effekt anstrebt. Dagegen weist $\Delta \sigma_s$ des von einem Wasserstrahl abgeschreckten Stahls 23 die große Höhe von $+10,9 \text{ kg/mm}^2$ auf, während dessen Wert von $\sigma + \xi$ aufgrund seiner um $10,3 \text{ kg/mm}^2$ erhöhten Festigkeit mit 86,8 sehr hoch ist. Somit ist dieses Abschrecken in ruhigem Wasser allein unleugbar unzureichend zum Formen des gelösten Kohlenstoffs im Stahl.

Die Stähle 24 bis 27 wurden im Hinblick auf einen Einfluß der Vergütungsbehandlung untersucht. Der Stahl 24 ist ein Beispiel, bei dem keine Kohlenstoffausscheidungsbehandlung durch Niedrigtemperaturvergütung ausgeführt wurde. Dieser Stahl ist sehr hart und zeigt einen σ -Wert von 75 kg/mm^2 und drastisch abgesenkte Werte für σ_s und σ nach dem Einbrennen, nämlich $-9,8$ bzw. -15 kg/mm^2 . Diese Stähle sind natürlich für alle üblichen Zwecke geschweige denn für Kraftfahrzeuge ungeeignet, die eine Sicherheitsmaßnahme erfordern. Andererseits neigen der Stahl 26 mit

609839/0583

2511805

- 21 -

einer hohen Behandlungstemperatur von 600°C und der Stahl 27 mit einer langen Verweilzeit von über 10 Minuten zum Verringern ihrer Festigkeit und Bearbeitbarkeit. Dies sind die unerwünschten Einflüsse, die durch das Kornwachstum des feinen bei der Behandlung mit der obigen Temperatur und Zeit ausgeschiedenen Karbids verursacht sind. Wenn die Stähle innerhalb des eingeschränkten Bereichs der Behandlungstemperatur und -zeit liegen, wie im Fall des Stahls 25, werden $\Delta \sigma_s$ und $\Delta \sigma$ nicht geringer und es ist leicht möglich, die stabile Festigkeit und Bearbeitbarkeit aufrechtzuerhalten.

Die Stähle 28 bis 31 sind die Beispiele, die den Anstieg ihrer Festigkeit durch andere Elemente ohne jegliche übermäßige Hinzufügung von Si zum Ziel haben. Der Stahl 28 weist eine alleinige Erhöhung des Kohlenstoffgehalts auf und hat mit 80,5 einen niedrigen Wert für $\sigma + \epsilon$ bei einem σ -Wert von $65,3 \text{ kg/mm}^2$. Es ist offensichtlich, daß dies weit unter dem Niveau der gleichen Stahlfestigkeit in Tabelle II liegt. Die Stähle 29 bis 31 weisen eine alleinige Erhöhung des Mn-Gehalts auf. Diese Stähle wurden bis zu 700°C (Stahl 29), 800°C (Stahl 30) bzw. 900°C (Stahl 31) erhitzt. Es wurde in jedem Fall gefunden, daß deren Bearbeitbarkeit aufgrund ihrer Festigkeit weitaus niedriger ist. Es sollte hier der bemerkenswerte Einfluß der Erhitzungstemperatur auf die Festigkeit hervorgehoben werden. Das bedeutet, daß die der Erhitzungstemperatur entsprechende Veränderung von σ sehr groß ist, wenn die Veränderung der Erhitzungstemperatur des kontinuierlichen Glühverfahrens betrachtet wird. Wenn Si im Bereich der vorliegenden Erfindung hinzugefügt wird und sich die Behandlungserfordernisse im begrenzten Bereich befinden, ist die oben genannte Veränderung nicht zu erkennen und es ist leicht eine gleichmäßige Materialqualität zu erzielen.

609839/0583

2511805

- 22 -

Patentansprüche

1. Verfahren zum Herstellen eines hochfesten kalt reduzierten Stahls mit höchst zweckmäßigen mechanischen Eigenschaften, die als Sicherheitsmaßnahme für ein Kraftfahrzeug oder andere Fahrzeuge erforderlich sind, dadurch gekennzeichnet, daß die chemische Zusammensetzung im wesentlichen im Bereich von 0,04 - 0,12 % C, 0,50 - 2,00 % Si, 0,10 - 1,60 Mn, unvermeidlichen Verunreinigungen und Fe liegt, und daß nach einem Kaltreduzieren durch ein übliches Herstellungsverfahren das erhaltene kalt reduzierte Stahlband einem voll kontinuierlichen Glühverfahren mit folgenden Schritten unterworfen wird: Rekristallisationserhitzen, bei dem das sich bewegende Band schnell auf 650 - 900°C bei einer Erhitzungsgeschwindigkeit von 200°C/min und mehr erhitzt wird, Halten und Dauerglühen, bei dem das Band während 10 - 120 Sekunden auf der Erhitzungstemperatur gehalten wird, übliches Abkühlen von der Haltemperatur auf Raumtemperatur und anschließendes übliches Aufwickeln.
2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das voll kontinuierliche Glühverfahren folgende Schritte aufweist: Rekristallisationserhitzen, bei dem das sich bewegende Band schnell auf 650 - 900°C bei einer Erhitzungsgeschwindigkeit von 200°C/min und mehr erhitzt wird, Halten und Dauerglühen, bei dem das Band während 10 - 120 Sekunden auf der Erhitzungstemperatur gehalten wird, schnelles Abkühlen, bei dem das Band in einem Wasserstrahl auf Raumtemperatur abgeschreckt wird, Rückerhitzen auf 300 - 500°C, Halten und Dauerglühen, bei dem das Band während 10 - 300 Sekunden auf der Rückerhitzungstemperatur gehalten wird, übliches Abkühlen von der Haltemperatur auf Raumtemperatur und anschließendes übliches Aufwickeln.

609839/0583

2511805

- 23 -

3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß das voll kontinuierliche Glühverfahren die folgenden Schritte aufweist: Rekristallisationserhitzen, bei dem das sich bewegendes Band schnell auf 650 - 900°C bei einer Erhitzungsgeschwindigkeit von 200°C/min und mehr erhitzt wird, Halten und Dauerglühen, bei dem das Band während 10 - 120 Sekunden auf der Erhitzungstemperatur gehalten wird, schnelles Abkühlen, bei dem das Band in einem Wasserstrahl auf Raumtemperatur abgeschreckt wird, Rückerhitzen auf 180 - 300°C, Halten und Dauerglühen, bei dem das Band während 4 - 300 Sekunden auf der Rückerhitzungstemperatur gehalten wird, übliches Abkühlen von der Haltetemperatur auf Raumtemperatur und anschließendes übliches Aufwickeln.

FROM : ADH PATENT SERVICES, INC.

PHONE NO. : 703 414 0033

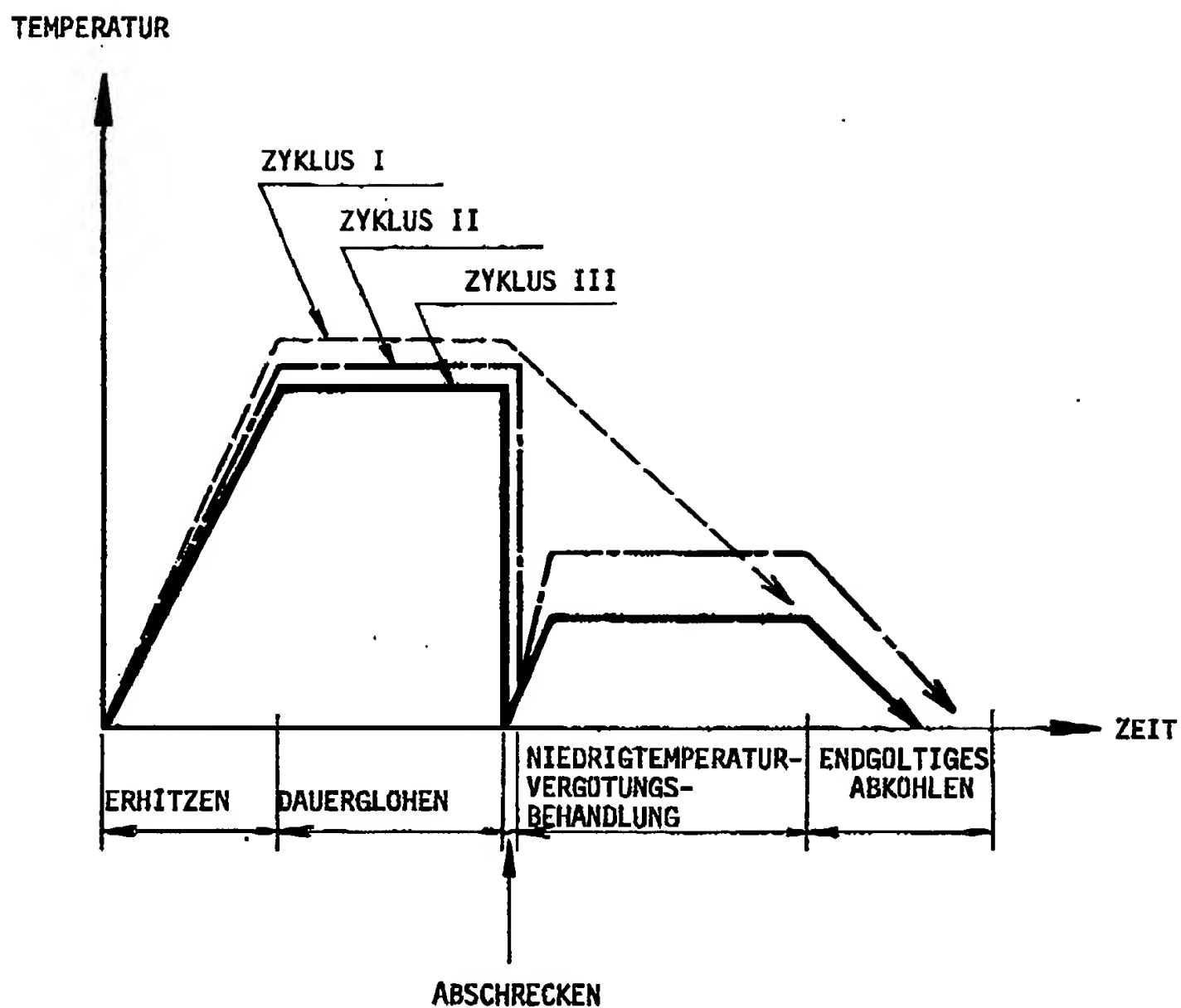
Dec. 24 2003 12:54PM P26

94
Leerseite

NACHGEREICHT

- 95 -

2511805



609839/0583

ORIGINAL INSPECTED